

This Page Is Inserted by IFW Operations
and is not a part of the Official Record

BEST AVAILABLE IMAGES

Defective images within this document are accurate representations of the original documents submitted by the applicant.

Defects in the images may include (but are not limited to):

- BLACK BORDERS
- TEXT CUT OFF AT TOP, BOTTOM OR SIDES
- FADED TEXT
- ILLEGIBLE TEXT
- SKEWED/SLANTED IMAGES
- COLORED PHOTOS
- BLACK OR VERY BLACK AND WHITE DARK PHOTOS
- GRAY SCALE DOCUMENTS

IMAGES ARE BEST AVAILABLE COPY.

**As rescanning documents *will not* correct images,
please do not report the images to the
Image Problems Mailbox.**

(19)日本国特許庁(J P)

(12) 公開特許公報(A)

(11)特許出願公開番号

特開平6-287710

(43)公開日 平成6年(1994)10月11日

(51)Int.Cl. ⁵	識別記号	庁内整理番号	F I	技術表示箇所
C 2 2 C 38/00	3 0 1 Z			
	3 0 2 Z			
38/60				
F 1 6 C 33/62		9031-3 J		

審査請求 未請求 請求項の数 4 F D (全 12 頁)

(21)出願番号 特願平5-95652

(22)出願日 平成5年(1993)3月30日

(71)出願人 000001258

川崎製鉄株式会社

兵庫県神戸市中央区北本町通1丁目1番28号

(72)発明者 安本 聡

千葉県千葉市中央区川崎町1番地 川崎製鉄株式会社技術研究本部内

(72)発明者 星野 俊幸

千葉県千葉市中央区川崎町1番地 川崎製鉄株式会社技術研究本部内

(74)代理人 弁理士 小川 順三 (外1名)

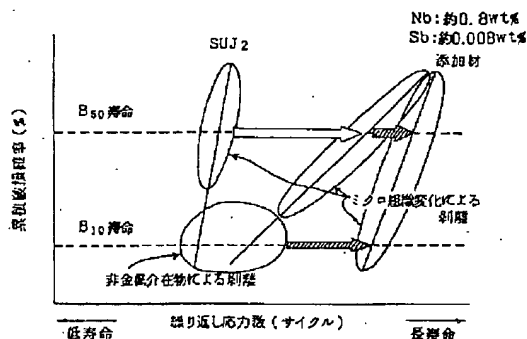
最終頁に続く

(54)【発明の名称】 繰り返し応力負荷によるマイクロ組織変化の遅延特性と熱処理生産性に優れた軸受鋼

(57)【要約】

【目的】 過酷な使用条件下での繰り返し応力負荷によるマイクロ組織変化が少なくかつ熱処理生産性の高い軸受鋼を提供する。

【構成】 熱処理生産性を改善するためにSbを0.001～0.015 wt%含有すると共に、繰り返し応力負荷によるマイクロ組織変化遅延を促進するために、B₅₀高負荷転動疲労寿命改善成分として、とくにNb:0.05～1.0 wt%およびSi:0.5 超～2.5 wt%, Cr:2.5 超～8.0 wt%, Ni:1.0 超～3.0 wt%, N:0.012 超～0.050 wt%, W:0.05～1.0 wt%, Zr:0.02～0.5 wt%, Ta:0.02～0.5 wt%, Hf:0.02～0.5 wt%およびCo:0.05～1.5 wt%のうちから選ばれるいずれか1種または2種以上を含み、かつ酸化物系非金属介在物の最大粒径を8μm以下に制御してなる軸受鋼。



【特許請求の範囲】

【請求項1】C：0.5～1.5 wt%，Nb：0.05～1.0 wt%，Sb：0.001～0.015 wt%を含有し、残部がFeおよび不可避の不純物からなり、酸化物系非金属介在物の最大粒径が8 μ m以下である、繰り返し応力負荷によるマイクロ組織変化の遅延特性と熱処理生産性に優れた軸受鋼。

【請求項2】C：0.5～1.5 wt%，Nb：0.05～1.0 wt%，Sb：0.001～0.015 wt%を含有し、さらにSi：0.05～0.5 wt%，Mn：0.05～2.0 wt%，Cr：0.05～2.5 wt%，Mo：0.05～0.5 wt%，Ni：0.05～1.0 wt%，Cu：0.05～1.0 wt%，B：0.0005～0.01 wt%，Al：0.005～0.07 wt%，及びN：0.0005～0.012 wt%のうちから選ばれ、残部がFeおよび不可避の不純物からなり、酸化物系非金属介在物の最大粒径が8 μ m以下である、繰り返し応力負荷によるマイクロ組織変化の遅延特性と熱処理生産性に優れた軸受鋼。

【請求項3】C：0.5～1.5 wt%，Nb：0.05～1.0 wt%，Sb：0.001～0.015 wt%を含有し、Si：0.5超～2.5 wt%，Cr：2.5超～8.0 wt%，Ni：1.0超～3.0 wt%，N：0.012超～0.050 wt%，W：0.05～1.0 wt%，Zr：0.02～0.5 wt%，Ta：0.02～0.5 wt%，Hf：0.02～0.5 wt%およびCo：0.05～1.5 wt%のうちから選ばれ、残部がFeおよび不可避の不純物からなり、酸化物系非金属介在物の最大粒径が8 μ m以下である、繰り返し応力負荷によるマイクロ組織変化の遅延特性と熱処理生産性に優れた軸受鋼。

【請求項4】C：0.5～1.5 wt%，Nb：0.05～1.0 wt%，Sb：0.001～0.015 wt%を含有し、さらにSi：0.05～0.5 wt%，Mn：0.05～2.0 wt%，Cr：0.05～2.5 wt%，Mo：0.05～0.5 wt%，Ni：0.05～1.0 wt%，Cu：0.05～1.0 wt%，B：0.0005～0.01 wt%，Al：0.005～0.07 wt%，及びN：0.0005～0.012 wt%のうちから選ばれ、残部がFeおよび不可避の不純物からなり、酸化物系非金属介在物の最大粒径が8 μ m以下である、繰り返し応力負荷によるマイクロ組織変化の遅延特性と熱処理生産性に優れた軸受鋼。

【発明の詳細な説明】

【0001】

【産業上の利用分野】本発明は、ころ軸受あるいは玉軸受といった転がり軸受の要素部材として用いられる軸受鋼に関し、とくに熱処理時に起こる脱炭層の生成を抑制

する効果ならびに軸受使用環境の過酷化に伴って生ずる特有の劣化、すなわち繰り返し応力負荷によって転動接触面下に発生するマイクロ組織変化（劣化）に対する遅延特性とに優れた軸受鋼についての提案である。

【0002】

【従来の技術】自動車ならびに産業機械等で用いられるころがり軸受としては、従来、高炭素クロム軸受鋼(JIS: SUJ 2)が最も多く使用されている。一般に軸受鋼というのは、転動疲労寿命の長いことが重要な性質の1つであるが、この転動疲労寿命に与える要因としては、鋼中非金属介在物の影響が最も大きいと考えられていた。そのため、最近の研究の主流は、鋼中酸素量の低減を通じて非金属介在物の量、大きさを制御することによって軸受寿命を向上させる方策がとられてきた。例えば、軸受の転動疲労寿命の一層の向上を目指して開発されたものとしては、特開平1-306542号公報や特開平3-126839号公報などの提案があり、これらは、鋼中の酸化物系非金属介在物の組成、形状あるいは分布状態をコントロールする技術である。しかしながら、非金属介在物の少ない軸受鋼を製造するには、鋼中酸素量の低減が不可欠であるところ、これも既に限界に達しており、高価な溶製設備の設置あるいは従来設備の大幅な改良が必要であり、経済的な負担が大きいという問題があった。

【0003】また、上記高炭素軸受鋼(JIS-SUJ 2)の特性改善を図るためのもう1つの動きは、加工性、特に熱処理時の脱炭層の生成を抑制することの研究である。一般に、上記JIS-SUJ 2に規定された軸受鋼は、0.95～1.10 wt%のCを含むことから、非常に硬質であり、それ故に、球状化焼なましを行って加工性を向上させた後に成形加工し、その後焼入れ、焼もどし処理を施すことによって、転がり軸受に必要な強度と靱性を得ていた。ところが、このような特性改善のための熱処理が何回もかさなると、素材表面には、Cと雰囲気ガスとの反応によって、脱炭層と呼ばれる“低C濃度領域”が発生することが知られている。この脱炭層は、転がり軸受の硬さ低下のみならず転動疲労寿命劣化の原因となることから、切削または研削加工により除去するのが普通であった。そのために材料歩留り、さらには生産性の低下を余儀なくされていたのである。これに対して従来、上記脱炭層の生成を防止する手段として、熱処理時における炉内の雰囲気ガス中のカーボンポテンシャルをコントロールする方法や、特開平2-54717号公報に開示されている、球状化焼なましの初期段階に浸炭処理を施す方法などが提案されている。しかし、上記の各方法はいずれも、熱処理あるいはその前処理時の雰囲気清浄によるものであることから、熱処理コストが高むのみならず、材料の組成や熱処理時間等に応じた適切なガス組成の設定といった煩雑な操作を必要とするところに問題があった。

【0004】

【発明が解決しようとする課題】上述した従来技術につ

いて発明者らは最近、種々の研究を行った。その結果、意外にも軸受転動寿命を決めている要因には、従来から一般に論じられてきた上述した現象；すなわち、上述した“非金属介在物”の存在や熱処理時に生じる“脱炭層”（低C濃度領域）の生成以外の要因もあるということ突き止めた。というのは、従来技術の下で単に非金属介在物や脱炭層を減少させても、軸受の転動疲労寿命、特に、高負荷あるいは高温といった過酷な条件下での軸受寿命の向上に対しては大きな効果が得られないというケースを多く経験したからである。このことから、

発明者らは、軸受寿命を左右する要因として、①非金属介在物の存在、②脱炭層の生成の他に、さらに③高負荷転動時の転動接触面下に生成するマイクロ組織変化の3つがあることを知見したのである。

【0005】そこで、発明者らは、最近の軸受使用環境を考慮した上での軸受寿命、とくに転がり軸受の剥離の発生原因について、さらに調査を行った。その結果、軸受使用環境の激化に伴って、軸受の内・外輪と転動体と転動体との接触転動時に発生する剪断応力により、転動接触面の下層部分（表層部）に、図1(a)の写真に示すような、帯状の白色生成物と棒状の析出物からなるマイクロ組織変化層が発生することが判った。そして、このマイクロ組織変化層は転動回数を増すにつれて次第に成長し、終いにはこのマイクロ組織変化部から、図1(b)の写真に示すような疲労剥離が生じて軸受寿命につながるということがわかったのである。さらに、軸受使用環境の過酷化すなわち、高面圧化（小型化）、使用温度の上昇は、これらマイクロ組織変化が発生するまでの時間を縮め、著しい軸受寿命の低下を招くことになるということ突き止めた。すなわち、使用環境の過酷化に伴う軸受寿命を向上させるには、単に非金属介在物の制御や脱炭層の抑制だけでは不十分であり、さらに、上述した転動接触面下で発生するマイクロ組織変化が発生するまでの時間を遅延させることが必要であるということを知見したのである。

【0006】そこで、本発明の目的は、非金属介在物粒径の制御を通じて総合的な転動疲労寿命の向上を図ることにあわせ、特に過酷な使用条件の下での軸受使用中に発生が予想されるマイクロ組織変化を遅延させることにより、この面における軸受寿命を改善し、さらに、熱処理時の脱炭層の形成をも抑えて熱処理生産性（加工除去量を減少させることによる効果）の向上をも図り、もって高寿命の軸受鋼を得ようとするにある。

【0007】

【課題を解決するための手段】さて、発明者らは、上述した知見に基づき軸受寿命として、新たに“マイクロ組織変化遅延特性”というものにも着目した。そして、この特性の向上を図るには、当然そのための合金設計（成分組成）が必要であり、このことの実現なくして軸受のより一層の寿命向上は図れないという認識に立ち、さらに、脱炭層の形成を抑制することを併せ達成する種々の

実験と検討とを行った。その結果、意外にも、NbおよびSbを適正量複合添加すれば、繰返し応力負荷による転動接触面下に生成する上述したマイクロ組織変化を著しく遅延できると同時に、熱処理時の脱炭層の発生抑制もでき、これに非金属介在物の最大粒径の制御も併せて行えば、望ましい軸受鋼を得ることができるとを見出し、本発明に想到した。

【0008】すなわち、本発明軸受鋼は、以下の如き要旨構成を有するものである。

- 10 (1) C : 0.5~1.5 wt%, Nb : 0.05~1.0 wt%, Sb : 0.001~0.015 wt% を含有し、残部がFeおよび不可避免の不純物からなり、酸化物系非金属介在物の最大粒径が8 μm 以下である、繰返し応力負荷によるマイクロ組織変化の遅延特性と熱処理生産性とに優れた軸受鋼（第1発明）。
- (2) C : 0.5~1.5 wt%, Nb : 0.05~1.0 wt%, Sb : 0.001~0.015 wt% を含有し、さらにSi : 0.05~0.5 wt%, Mn : 0.05~2.0 wt%, Cr : 0.05~2.5 wt%, Mo : 0.05~0.5 wt%, Ni : 0.05~1.0 wt%, Cu : 0.05~1.0 wt%, B : 0.0005~0.01 wt%, Al : 0.005~0.07 wt%, 及びN : 0.0005~0.012 wt% のうちから選ばれるいずれか1種または2種以上を含み、残部がFeおよび不可避免の不純物からなり、酸化物系非金属介在物の最大粒径が8 μm 以下である、繰返し応力負荷によるマイクロ組織変化の遅延特性と熱処理生産性とに優れた軸受鋼（第2発明）。
- (3) C : 0.5~1.5 wt%, Nb : 0.05~1.0 wt%, Sb : 0.001~0.015 wt% を含有し、Si : 0.5 超~2.5 wt%, Cr : 2.5 超~8.0 wt%, Ni : 1.0 超~3.0 wt%, N : 0.012 超~0.050 wt%, W : 0.05~1.0 wt%, Zr : 0.02~0.5 wt%, Ta : 0.02~0.5 wt%, Hf : 0.02~0.5 wt% およびCo : 0.05~1.5 wt% のうちから選ばれるいずれか1種または2種以上を含み、残部がFeおよび不可避免の不純物からなり、酸化物系非金属介在物の最大粒径が8 μm 以下である、繰返し応力負荷によるマイクロ組織変化の遅延特性と熱処理生産性とに優れた軸受鋼（第3発明）。
- (4) C : 0.5~1.5 wt%, Nb : 0.05~1.0 wt%, Sb : 0.001~0.015 wt% を含有し、さらにSi : 0.05~0.5 wt%, Mn : 0.05~2.0 wt%, Cr : 0.05~2.5 wt%, Mo : 0.05~0.5 wt%, Ni : 0.05~1.0 wt%, Cu : 0.05~1.0 wt%, B : 0.0005~0.01 wt%, Al : 0.005~0.07 wt%, 及びN : 0.0005~0.012 wt% のうちから選ばれるいずれか1種または2種以上を含み、さらにまた、Si : 0.5 超~2.5 wt%, Cr : 2.5 超~8.0 wt%, Ni : 1.0 超~3.0 wt%, N : 0.012 超~0.050 wt%, W : 0.05~1.0 wt%, Zr : 0.02~0.5 wt%, Ta : 0.02~0.5 wt%, Hf : 0.02~0.5 wt% およびCo : 0.05~1.5 wt% のうちから選ばれるいずれか1種または2種以上を含み、残部がFeおよび不可避免の不純物からなり、酸化物系非金属介在

物の最大粒径が8 μm 以下である、繰返し応力負荷によるマイクロ組織変化の遅延特性と熱処理生産性に優れた軸受鋼(第4発明)。

【0009】

【作用】以下に、上記合金設計になる本発明軸受鋼に想到した背景につき、本発明者らが行った実験結果に基づいて説明する。まず、実験に当たり、

① SUJ 2 (C: 1.02wt%, Si: 0.25wt%, Mn: 0.45wt%, Cr: 1.35wt%, N: 0.0040wt%, O: 0.0012wt%) と、

④ SUJ 2 (C: 1.01wt%, Si: 0.24wt%, Mn: 0.46wt%, Cr: 1.32wt%, N: 0.0042wt%, O: 0.0015wt%) と、NbとSbとを添加した2種の材料

② (C: 1.03wt%, Si: 0.28wt%, Cr: 1.32wt%, Mn: 0.46wt%, Nb: 0.34wt%, Sb: 0.0039wt%, N: 0.0045wt%, O: 0.0008wt%)

⑤ (C: 1.01wt%, Si: 0.26wt%, Cr: 1.33wt%, Mn: 0.45wt%, Nb: 0.35wt%, Sb: 0.0040wt%, N: 0.0047wt%, O: 0.0038wt%)

③ (C: 1.02wt%, Si: 0.27wt%, Cr: 1.30wt%, Mn: 0.48wt%, Nb: 0.81wt%, Sb: 0.0082wt%, N: 0.0048wt%, O: 0.0009wt%)

⑥ (C: 1.02wt%, Si: 0.28wt%, Cr: 1.31wt%, Mn: 0.47wt%, Nb: 0.80wt%, Sb: 0.0079wt%, N: 0.0050wt%)

についての供試鋼材を作製した。次いで、これらの供試材を焼ならし、球状化焼ならし、焼入れ焼もどしの各処理を施したのち、それぞれの供試材から15mm ϕ ×22mmの円筒型の試験片と、12mm ϕ ×22mmの転動疲労試験用試験片とを作製した。

【0010】なお、転動疲労寿命試験は、上記転動疲労用試験片をラジアルタイプ型の転動疲労寿命試験機を用*

*い、ヘルツ最大接触応力: 600kgf/mm²、繰返し応力数 46500cpmの負荷条件の下で試験したものである。試験の結果は、ワイブル分布確立紙上にプロットし、非金属介在物の制御によって影響される材料強度の上昇による転動疲労寿命の向上を示す数値と見られるB₁₀(10%累積破損確率)と高負荷転動時の繰返し応力負荷によるマイクロ組織変化発生を遅延させることによる転動疲労寿命の向上を示す数値と見られるB₅₀(50%累積破損確率)とを求めた。また、脱炭層の試験については、上記の円筒状試験片を10mmの位置で高さ方向に垂直に切断後、ナイタールにて腐食し、マイクロ組織変化による円周上の全脱炭層の最大値(以後、「最大脱炭層」という)で評価した。

【0011】その結果を表1に示す。この表1に示す結果から判るように、介在物制御をすることなく、単に多量のNbとSbとを複合添加しただけのものについては、前記B₁₀値についての改善は小さく、一方、B₅₀値についてはかなり高い数値を示して改善されていることが判る。例えば、軸受平均寿命はSUJ 2 に比べてB₁₀値で約2倍、B₅₀値で約1.8倍もの改善を示していた。これに対して、多量のNbとSbとを複合添加し、かつ非金属介在物の最大粒径を制御したものでは、高負荷転動中に生成するマイクロ組織変化の遅延特性に対しても顕著な効果を示し、その分破損(寿命)を遅延させることが期待できる他、非金属介在物を原因とする剥離に対しても改善効果が認められた。また、最大脱炭層に関しては、SUJ 2 が0.10mmであったが、Sb: 約0.004 wt%含むものでは0.02 mm、Sb: 約0.008 wt%含むものでは0.01mmと、適当なSbの含有が脱炭層の発生抑制に効果のあることも判った。

【0012】

【表1】

		SUJ 2	V: 約 0.35 wt% Sb: 約 0.004 wt%	V: 約 0.8 wt% Sb: 約 0.008 wt%
介在物	B ₅₀	1	10.6	17.4
制御なし	B ₁₀	1	1.5	1.9
介在物	B ₅₀	1.3	12.9	20.7
制御あり	B ₁₀	1.8	13.8	22.2
	最大脱炭層	0.10 mm	0.02 mm	0.01 mm

		SUJ 2	Nb : 約0.35wt % Sb : 約0.004wt %	Nb : 約0.8 wt % Sb : 約0.008wt %
介在物 制御なし	B ₅₀	1	10.6	17.4
	B ₁₀	1	1.5	1.9
介在物 制御あり	B ₅₀	1	12.9	20.7
	B ₁₀	1	13.8	22.2
	最 大 脱炭層	0.10 mm	0.02 mm	0.01 mm

【0013】また、図2は、上記軸受転動疲労寿命の実験結果をまとめたものであって、非金属介在物に起因する軸受寿命とマイクロ組織変化に起因する寿命の変化との関係を示す模式図である。この図に明らかなように、累積破損確率10%のB₁₀値で示される軸受寿命（以下、これを「B₁₀転動疲労寿命」という）は、単にNbを添加しただけではあまり向上しないが、非金属介在物制御をも併せて行った場合に顕著な効果を示している。一方、累積破損確率50%のB₅₀値で示される軸受寿命（以下、これを「B₅₀高負荷転動疲労寿命」という）についてみると、このNb添加の効果は非金属介在物制御とは関係なく、極めて顕著なものとなっている。そこで発明者らは、こうした知見をもとに、累積破損確率10%および50%のB₁₀値およびB₅₀値で示される軸受寿命を向上させ、かつ熱処理時の脱炭層の成長の抑制を図るには、どのような合金設計が有効であるかという観点から、以下に説明するような成分組成の範囲を決定した。

【0014】C : 0.5~1.5 wt %

Cは、基地に固溶してマルテンサイトの強化に有効に作用する元素であり、焼入れ焼もどし後の強度確保とそれによる転動疲労寿命を向上させるために含有させる。その含有量が0.5 wt %未満ではこうした効果が得られない。一方、1.5wt %超では被削性、鍛造性が低下するので、0.5~1.5 wt %の範囲に限定する。

【0015】Si : 0.05~0.5 wt %, 0.5 超~2.5 wt %以下

Siは、鋼の溶製時の脱酸剤として用いられる他、基地に固溶して焼もどし軟化抵抗の増大により焼入れ、焼もどし後の強度を高めて転動疲労寿命を向上させる元素として有効である。こうした目的の下に添加されるSiの含有量は、0.05~0.5 wt %の範囲とする。また、このSiは、0.5 wt %超を添加すると、繰返し応力負荷の下でのマイクロ組織変化の遅延をもたらして転動疲労寿命を向上させる効果がある。しかし、その含有量が 2.5wt %を超え

* ると、その効果が飽和する一方で、加工性や靱性を低下させるので、マイクロ組織変化遅延特性のより一層の向上のためには、0.5超~2.5 wt %を添加することが有効である。

【0016】Mn : 0.05~2.0 wt %

Mnは、鋼の溶製時の脱酸剤として作用し、鋼の低酸素化に有効な元素である。また、鋼の焼入れ性を向上させることにより基地マルテンサイトの靱性、硬度を向上させ、転動疲労寿命の向上に有効に作用する。このためにMnは、0.05~2.0wt %の範囲内で添加する。

【0017】Cr : 0.05~2.5 wt %, 2.5 超~8.0 wt %

Crは、焼入れ性の向上と安定な炭化物の形成を通じて、強度の向上ならびに耐摩耗性を向上させ、ひいては転動疲労寿命を向上させる成分である。この効果を得るためには、0.05~2.5 wt %の添加で十分である。さらに、このCrは、2.5wt %を超えて多量に添加した場合には、繰返し応力負荷によるマイクロ組織変化を遅延せしめて、この面での転動疲労寿命を向上させるのに有効である。そして、この目的のためのCr添加の効果は、8.0wt %を超えると飽和するのみならず、却って焼入れ時の固溶C量の低下を招いて強度が低下する。従って、この目的のために添加するときは、2.5超~8.0 wt %としなければならない。

【0018】Ni : 0.05~1.0 wt %, 1.0 超~3.0 wt %

Niは、焼入れ性の増大により焼入れ焼もどし後の強度を高め靱性を向上させるとともに、転動疲労寿命を向上させるので、この目的のためには0.05~1.0 wt %の範囲内で添加する。さらに、このNiは、1.0wt %を超えて添加した場合には、転動時のマイクロ組織変化を遅らせ、それにより転動疲労寿命を向上させる。しかし、この場合でも3wt %を超えて添加すると、多量の残留 γ を析出して強度の低下ならびに寸法安定性を害することになる他、コストアップになるため、この作用効果を期待する場合には、1.0 超~3.0 wt %の範囲内で添加することが必要

である。

【0019】Mo: 0.5超~2.0 wt%

Moは、基本的には残留炭化物の安定化により耐摩耗性を向上させる元素である。とくに、0.05~0.5 wt%を添加すると、焼入れ性を増大して焼入れ焼もどし後の強度向上に寄与すると共に、安定炭化物の析出により、耐摩耗性と転動疲労寿命とを向上させることができる。

【0020】Nb: 0.05~1.0 wt%

Nbは、本発明において重要な役割を担っている成分であり、これの含有は上述した繰返し応力負荷によるミクロ組織変化の発生を遅らせる作用を有し、一方で残留炭化物の安定化に寄与して韌性を向上させる。これらの作用、効果は、0.05wt%の含有によって顕著なものとなる。一方、この量が1.0 wt%を超えると、焼入れ時に固溶C量が減少して強度の低下を招く他、上述した B_{10} 、 B_{50} 値の両方に影響を及ぼす転動疲労寿命の向上に対する効果が飽和するので、0.05~1.0wt%の範囲で含有させる。

【0021】Cu: 0.05~1.0 wt%

Cuは、焼入れの増大により焼入れ焼もどし後の強度を高め、この面から転動疲労寿命を向上させる元素である。この作用は、0.05以上で顕れ、1.0 wt%で飽和する。

【0022】Sb: 0.001 ~0.015 wt%

このSbは、この発明においてAlとともに重要な役割を担っている元素である。とくに、このSbは、熱処理時において、鋼材表面部のCと雰囲気ガスとの反応を抑制して脱炭層の発生を阻止することによって、熱処理生産性向上に寄与する。しかも、Alとの複合添加により、該脱炭層の抑制にあわせてミクロ組織変化の遅延に対しても効果を示すことから、積極的に添加する。このような2つの作用は、このSb含有量が0.001 wt%以上で顕著なものとなるが、0.015 wt%を超えて添加してもその効果は飽和することに加え、却って熱間加工性および韌性の劣化を招くようになる。従って、Sbは 0.001~0.015 wt%の範囲で含有させることとした。

【0023】B: 0.0005~0.01wt%

Bは、焼入れ性の増大により焼入れ焼もどし後の強度を高め、転動疲労寿命を向上させるので、0.0005wt%以上を添加する。しかしながら、0.01wt%を超えて添加すると加工性を劣化させるので、0.0005~0.01wt%の範囲に

限定する。

【0024】Al: 0.05~0.07 wt%

Alは、鋼の溶製時の脱酸剤として用いられると同時に、鋼中Nと結合して結晶粒を微細化して鋼の韌性向上に寄与する。また、焼入れ焼もどし後の強度を高めることによる転動疲労性の向上にも有効に作用する。このような作用のためにAlは、0.05~0.07 wt%添加することが有効である。

【0025】N: 0.0005~0.012 wt%, 0.012 超~0.05 wt%

Nは、窒化物形成元素と結合して結晶粒を微細化すると共に、基地に固溶して焼入れ焼もどし後の強度を高め、転動疲労寿命を向上させる。この目的のためには0.0005~0.012 wt%の範囲内で添加する。また、このNは、0.012 wt%を超えて添加した場合には、繰返し応力によるミクロ組織変化を遅らせることにより転動疲労寿命を向上させる。ただし、その量が0.05wt%を超えると、加工性が低下するため、この目的のためには0.012 超~0.05wt%を添加する。

【0026】P ≤ 0.025 wt%

Pは、鋼の韌性ならびに転動疲労寿命を低下させることから可能な限り低いことが望ましく、その許容上限は0.025 wt%である。

【0027】S ≤ 0.025 wt%

Sは、Mnと結合してMnSを形成し、被削性を向上させる。しかし、多量に含有させると転動疲労寿命を低下させることから、0.025 wt%を上限としなければならない。

【0028】以上、繰返し応力負荷によるミクロ組織変化を遅延させることによる転動疲労寿命を改善する成分、強度の上昇を通じて転動疲労寿命を改善するための成分、および脱炭層の生成を抑えて軸受の加工性と生産性を向上させるための成分限定の理由について説明した。ところで、本発明ではさらに、V, Nb, W, Zr, Ta, HfおよびCoのうちから選ばれるいずれか1種または2種以上を添加して軸受寿命をさらに改善するようにしてもよい。上記各元素の好適添加範囲と添加の目的、上限値、下限値限定の理由につき、表2にまとめて示す。

【0029】

【表2】

1 1

1 2

合金元素 (wt%)	追加の理由	問題点	
		下限値	上限値
V 0.05 ~1.0	・ミクロ組織変化の発生を遅延し、 転動疲労寿命を向上。 ・残留炭化物の安定化により耐摩耗性を向上する。 ・結晶粒微細化による靱性向上。	・転動疲労寿命に対する 添加効果がない。	・左の効果が飽和する。 ・焼入れ時の固溶C量が低下し、強度を低下する。
Nb 0.05 ~1.0	・ミクロ組織変化の発生を遅延し、 転動疲労寿命を向上。 ・残留炭化物の安定化により耐摩耗性を向上する。 ・結晶粒微細化による靱性向上。	・転動疲労寿命に対する 添加効果がない。	・左の効果が飽和する。 ・焼入れ時の固溶C量が低下し、強度を低下する。
W 0.05 ~1.0	・ミクロ組織変化の発生を遅延し、 転動疲労寿命を向上。 ・残留炭化物の安定化により耐摩耗性を向上する。	・転動疲労寿命に対する 添加効果がない。	・左の効果が飽和する。 ・焼入れ時の固溶C量が低下し、強度を低下する。
Zr 0.02 ~0.5	・ミクロ組織変化の発生を遅延し、 転動疲労寿命を向上。 ・結晶粒微細化による靱性向上。	・転動疲労寿命に対する 添加効果がない。	・左の効果が飽和する。
Ta 0.02 ~0.5	・ミクロ組織変化の発生を遅延し、 転動疲労寿命を向上。 ・結晶粒微細化による靱性向上。	・転動疲労寿命に対する 添加効果がない。	・左の効果が飽和する。
Hf 0.02 ~0.5	・ミクロ組織変化の発生を遅延し、 転動疲労寿命を向上。 ・結晶粒微細化による靱性向上。	・転動疲労寿命に対する 添加効果がない。	・左の効果が飽和する。
Co 0.05 ~1.5	・ミクロ組織変化の発生を遅延し、 転動疲労寿命を向上。 ・基地に固溶し、靱性、耐摩耗性、 ならびに高温硬さを向上。	・転動疲労寿命に対する 添加効果がない。	・左の効果が飽和する。

【0030】なお、本発明においては、被削性を改善するために、S、Se、Te、REM、Pb、Bi、Ca、Ti、Mg、P、Sn、As等を添加しても、上述した本発明の目的である繰返し応力負荷によるミクロ組織変化による遅延特性を阻害することではなく、容易に被削性を改善することができるので、必要に応じて添加してもよい。

【0031】

【実施例】表3、4に示す化学組成を有する鋼材を転炉で溶製したのち連続鋳造し、得られた鋼材を1240℃で30hの拡散焼鈍の後に65mmφの棒鋼に圧延した。次いで、切削加工により棒鋼D/4部から15mmφ×20mmの円筒状試験片ならびに転動疲労用試験片を採取した。その後、これらの試験片について、雰囲気制御なしに（大気雰囲気中で）、焼ならし・球状化焼なまし・焼入れ・焼もどしの順で試験を行った。さらに、転動疲労用試験片は、脱炭層を完全に除去する目的で1mm以上の研磨およびラ*

* ユーピング仕上を行い、試験片寸法を12mmφ×22mmとした。熱処理後の脱炭層深さは、15mmφ×20mmの円筒状試験片を10mmの位置で高さ方向と垂直に切断し、ナイターにて腐食後、ミクロ組織観察による円周上の全脱炭層の最大値（以下、「最大脱炭層」と称する）で評価した。転動疲労寿命試験は、ラジアルタイプの転動疲労寿命試験機によりヘルツ最大接触応力：600 kgf/mm²、繰返し応力数：約46500 cpmの条件で行ったものである。試験結果は、ワイブル分布に従うものとして確率紙上にまとめ、鋼材No.1の平均寿命（累積破損確率：10%および50%における、剥離発生までの総負荷回数）をそれぞれ1として評価した。その評価結果を、表3、4にあわせて示す。

【0032】

【表3】

鋼 No	化 学 組 成						(wt%)	介在物 最大径 (μm)	最大 脱炭素 深さ (mm)	B ₁₀ 寿命比 (鋼No.1 との比)	B ₅₀ 寿命比 (鋼No.1 との比)	備 考
	そ の 他											
	C	Nb	Sh	P	S	O						
1	1.00			0.010	0.005	0.0012			12	0.12	1.0	従来鋼
2	1.00		—	0.010	0.005	0.0012			8	0.12	1.8	比較鋼
3	1.00	0.80	0.0040	0.010	0.005	0.0008			10	0.02	0.9	4.1
4	1.00	0.80	0.0005	0.010	0.005	0.0008			5	0.11	4.5	3.4
5	0.45	0.80	0.0040	0.010	0.005	0.0008			5	0.01	0.9	0.6
6	1.00	0.02	0.0040	0.010	0.005	0.0008			5	0.02	1.1	0.9
7	1.00	0.80	0.0040	0.010	0.005	0.0008			5	0.02	4.8	4.4
8	1.00	0.50	0.0040	0.010	0.005	0.0008	Si : 0.40		5	0.02	4.8	3.7
9	1.00	0.50	0.0040	0.010	0.005	0.0008	Mn : 0.80		5	0.02	4.4	3.3
10	1.20	0.30	0.0040	0.010	0.005	0.0008	Cr : 1.30		5	0.02	8.2	5.7
11	1.00	0.50	0.0040	0.010	0.005	0.0008	Mo : 0.30		5	0.02	4.5	3.4
12	1.00	0.80	0.0040	0.010	0.005	0.0008	Ni : 0.50		5	0.02	6.4	5.2
13	1.00	0.80	0.0040	0.010	0.005	0.0008	Cu : 0.50		5	0.02	7.4	6.1
14	1.00	0.80	0.0040	0.010	0.005	0.0008	Al : 0.020		5	0.02	5.6	4.4
15	0.80	0.80	0.0040	0.010	0.005	0.0008	B : 0.0030		5	0.01	4.7	3.6
16	1.00	0.80	0.0040	0.010	0.005	0.0008	N : 0.0050		5	0.02	4.8	3.7
17	1.00	0.50	0.0040	0.010	0.005	0.0008	Si : 0.25, Mo : 0.45, Cr : 1.30 Mn : 0.20, Ni : 0.50, Al : 0.020, N : 0.0040		5	0.02	18.1	14.9
18	1.00	0.50	0.0040	0.010	0.005	0.0008	Si : 0.25, Mo : 0.45, Cr : 1.30 Mn : 0.20, Ni : 0.50, B : 0.0030, N : 0.0040		6	0.02	23.3	19.7

【0033】

* * 【表4】

鋼 No.		化 学 組 成						(wt%)		最大 脱炭層 深さ (mm)	介在物 最大径 (μ m)	B ₁₀ 寿命比 (鋼No.1 との比)	B ₅₀ 寿命比 (鋼No.1 との比)	備 考
		C	Nb	Sb	P	S	O	セ の 他	ミクロ組織変化遅延による 寿命改善成分					
19	0.65	0.80	0.0040	0.010	0.005	0.0008		Si: 1.50	6	0.02	10.3	8.9	第3発明鋼	
20	1.30	0.30	0.0040	0.010	0.005	0.0008		Zr: 0.20	5	0.01	1.71	14.0	"	
21	1.20	0.80	0.0040	0.010	0.005	0.0008		Ta: 0.20	5	0.01	5.2	4.1	"	
22	1.60	0.50	0.0080	0.010	0.005	0.0008		W: 0.30	5	0.01	5.8	4.6	"	
23	0.80	0.80	0.0040	0.010	0.005	0.0008		Zr: 0.20	5	0.01	5.3	4.2	"	
24	0.80	0.80	0.0040	0.010	0.005	0.0008		Ta: 0.20	5	0.01	5.4	4.2	"	
25	0.80	0.80	0.0040	0.010	0.005	0.0008		Hf: 0.20	5	0.01	5.5	4.3	"	
26	0.65	0.50	0.0040	0.010	0.005	0.0008		Ni: 1.50	5	0.01	6.6	5.4	"	
27	0.65	0.80	0.0040	0.010	0.005	0.0008		Co: 0.50	5	0.01	6.2	5.0	"	
28	1.00	0.80	0.0040	0.010	0.005	0.0008		N: 0.0300	5	0.02	4.9	3.8	"	
29	1.30	0.50	0.0040	0.010	0.005	0.0008		Si: 1.00, Cr: 3.00, Ni: 2.00	6	0.03	50.5	45.1	"	
30	1.00	0.20	0.0042	0.010	0.005	0.0008	Si: 0.25, Mn: 0.45, Cr: 1.35	Co: 0.20	5	0.03	10.6	7.9	第4発明鋼	
31	1.00	0.25	0.0045	0.009	0.005	0.0008	Cr: 1.30, Mn: 0.45	Si: 1.00	6	0.03	20.7	17.3	"	
32	1.00	0.26	0.0045	0.009	0.004	0.0008	Si: 0.25, Mn: 0.46, Cr: 1.35	Ni: 1.50	5	0.03	23.9	20.3	"	
33	1.00	0.20	0.0040	0.010	0.005	0.0008	Mn: 0.45, Cr: 1.35, Al: 0.020, N: 0.0040	Si: 1.00, Ni: 1.00	6	0.03	31.1	27.0	"	
34	1.00	0.20	0.0040	0.010	0.005	0.0008	Si: 0.25, Mn: 0.45, Cr: 1.35	Ni: 1.50, Zr: 0.20, Ta: 0.10, Hf: 0.10	5	0.03	29.8	25.8	"	
35	1.00	0.20	0.0045	0.010	0.005	0.0008	Mn: 0.45, Cr: 0.80	Si: 0.80, W: 0.10, Ni: 0.80	5	0.03	25.6	21.9	"	
36	1.00	0.20	0.0045	0.010	0.050	0.0008	Mn: 0.80, Cr: 1.35, Ni: 0.50, Cu: 0.02, Al: 0.020, N: 0.0040	Si: 1.50	6	0.03	37.4	32.9	"	

【0034】表3、4に示す結果から明らかなように、鋼中C量が本発明範囲外である鋼材No.5、鋼中Nb量が本発明鋼の範囲外である鋼材No.6は、軸受平均寿命のB₁₀値、B₅₀値とも、従来鋼（鋼材No.1）と同じか少し悪い値となっている。一方、鋼中Sb量が本発明鋼範囲外である鋼材No.4のB₅₀転動疲労寿命は、従来鋼（鋼材No.1）の約4倍も優れているものの、最大脱炭層は0.11mmと従来例(SUJ2)と比較してそれほど改善されていない。また、Sbを全く含有しない鋼材No.2も、最大脱炭層が悪い*50

*結果を示している。また、介在物最大粒径の大きい鋼材No.3は、B₁₀寿命比が低い値となっている。一方、第1発明鋼である鋼材No.7のB₅₀値で示す軸受平均寿命は、従来鋼（鋼材No.1）に比較して約4倍も優れており、Nbの添加がミクロ組織変化を著しく遅延し、その結果転動疲労寿命の向上に有効に作用したことが窺える。しかも、最大脱炭層深さも0.02mmであり、従来鋼No.1に比べてはるかに少なく、Sbが本発明適正範囲を外れている鋼No.4と比べても約1/6と改善効果が顕著である。

【0035】また、Nb、Sbに加えてさらにSi、Mn、Cr、Mn、Ni、Cu、Al、BおよびNのいずれか少なくとも1種以上を添加してなる鋼No.8~18（第2発明鋼）は、軸受寿命を決めるB₅₀転動疲労寿命特性の改善に効果がある他、最大脱炭層深さも0.02mm以下と著しく改善されていることが判った。

【0036】さらに、Nb、Sbに加えてさらにSi、Cr、W、Zr、Ta、Hf、CoおよびNを所定の量以上を積極的に加えた鋼No.19~29の場合には、熱処理生産性の向上にあわせ上記軸受寿命（B₅₀転動疲労寿命）も改善されていることが確かめられた。これは、本発明で推奨する上記各改善成分のすべてを選択的に添加してなる鋼No.30~43の場合も同様であって、すべての軸受転動寿命および熱処理生産性の両方を同時に改善する効果のあることが判った。

【0037】

【発明の効果】以上説明したとおり、本発明によれば、基本的にはSbの添加と0.05~1.0 wt%のNbを複合添加することにより、熱処理時の加工負荷を軽減でき（Sbの添加効果）、しかも、高負荷転動疲労寿命時の繰返し応力負荷に伴うマイクロ組織変化の遅延をもたらす（高Nb含有効果）、所謂B₅₀高負荷転動疲労寿命の向上を達成して、高寿命の熱処理生産性の高い軸受用の鋼を提供することができる。また、非金属介在物の制御を通じて材料強度を高めることによって、この面における転動疲労寿命の向上も図れる。さらに、従来技術の下では不可欠とされていた、より一層の鋼中酸素量の低減あるいは鋼中に存在する酸化物系非金属介在物の組成、形状、ならびにその分布状態をコントロールするために必要となる製鋼設備の改良あるいは建設が不要である。なお、本発明にかかる軸受鋼の開発によって、転がり軸受の小型化ならびに軸受使用温度のより以上の上昇が可能となる。

【図面の簡単な説明】

【図1】（a）、（b）は、繰返し応力負荷の下に発生するマイクロ組織変化のようすを示す金属組織の顕微鏡写真。

【図2】非金属介在物に起因する軸受寿命とマイクロ組織変化に起因する軸受寿命とに及ぼすNb添加の影響を示す説明図。

【図3】鋼種による非金属介在物最大粒径とB₁₀転動疲労寿命との関係を示すグラフ。

【表5】

鋼種	化学組成 (wt%)						介在物最大径 (μm)	最大脱炭層深さ (mm)	B ₁₀ 寿命比 (鋼No.1との比)	B ₅₀ 寿命比 (鋼No.1との比)	備考
	C	Nb	Sb	P	S	O					
37	0.65	0.50	0.0045	0.010	0.005	0.0008	5	0.03	21.4	17.9	第4発明鋼
38	0.65	0.50	0.0040	0.010	0.005	0.0008	6	0.03	24.0	20.4	"
39	0.65	0.50	0.0040	0.010	0.005	0.0008	5	0.03	24.7	21.0	"
40	0.65	0.50	0.0042	0.010	0.005	0.0008	6	0.03	28.0	24.1	"
41	0.65	0.20	0.0040	0.010	0.005	0.0008	6	0.03	22.1	18.6	"
42	0.65	0.50	0.0042	0.010	0.005	0.0008	6	0.03	10.9	9.4	"
43	0.65	0.30	0.0040	0.010	0.005	0.0008	6	0.03	25.7	22.0	"

10

20

30

40

【図1】

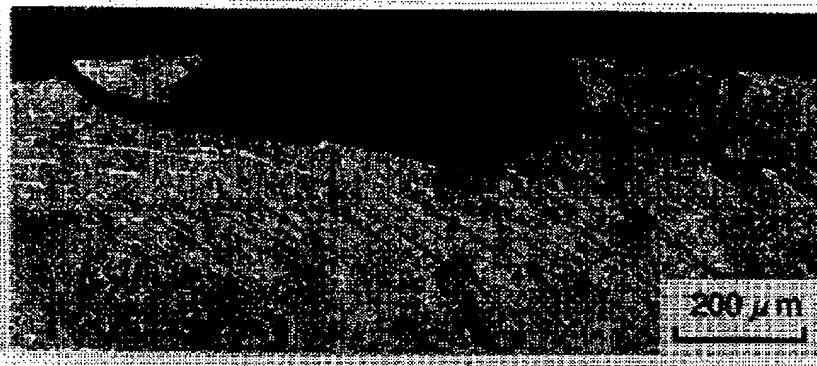
図像代用写真

(a)



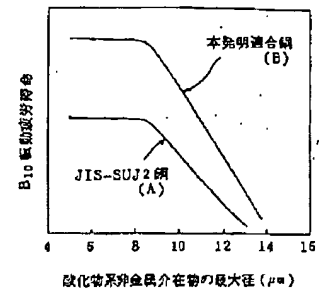
写真

(b)

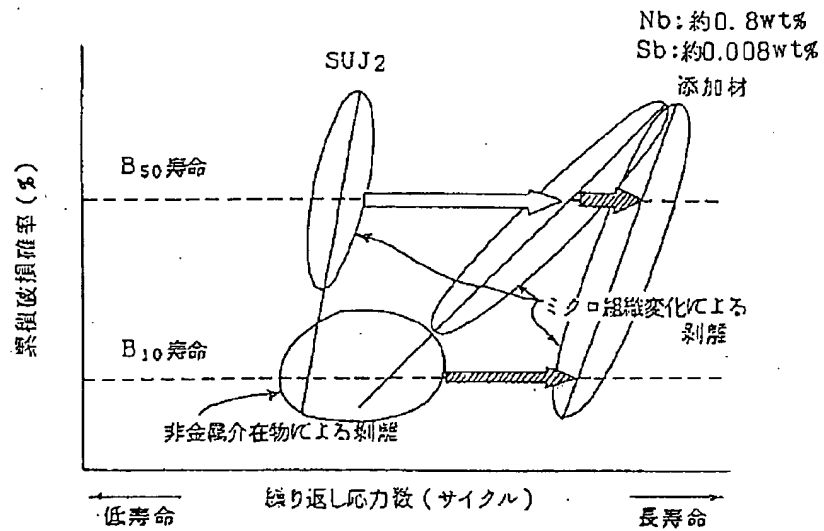


写真

【図3】



【図2】



フロントページの続き

(72)発明者 松崎 明博
千葉県千葉市中央区川崎町1番地 川崎製
鉄株式会社技術研究本部内

(72)発明者 天野 虔一
千葉県千葉市中央区川崎町1番地 川崎製
鉄株式会社技術研究本部内

DERWENT-ACC-NO: 1994-364001
DERWENT-WEEK: 199445
COPYRIGHT 1999 DERWENT INFORMATION LTD

TITLE: Bearing steel with good delay characteristics of
microstructure change
resulting from repeated stress loading - contains niobium
and antimony and non
metallic oxide particles of specified size.

PATENT-ASSIGNEE: KAWASAKI STEEL CORP[KAWI]

PRIORITY-DATA: 1993JP-0095652 (March 30, 1993)

PATENT-FAMILY:

PUB-NO	PUB-DATE	LANGUAGE
PAGES	MAIN-IPC	
JP 06287710 A	October 11, 1994	N/A
012	C22C 038/00	

APPLICATION-DATA:

PUB-NO	APPL-DESCRIPTOR	APPL-NO
APPL-DATE		
JP06287710A	N/A	1993JP-0095652
March 30, 1993		

INT-CL (IPC): C22C038/60; F16C033/62

ABSTRACTED-PUB-NO: JP06287710A

BASIC-ABSTRACT: The bearing steel comprises (by wt.)
0.5-1.5% C, 0.05-1.0% Nb,
0.001-0.015 % Sb, and balance Fe and incidental impurities
and has max. grain
size of non-metallic oxide inclusions of up to 8 microns.

USE/ADVANTAGE - Used for element members of roller bearing
or ball bearing.

CHOSEN-DRAWING: Dwg.0/3

TITLE-TERMS:

BEARING STEEL DELAY CHARACTERISTIC MICROSTRUCTURE CHANGE
RESULT REPEAT STRESS
LOAD CONTAIN NIOBIUM ANTIMONY NON METALLIC OXIDE PARTICLE
SPECIFIED SIZE

DERWENT-CLASS: M27 Q62

CPI-CODES: M27-A04; M27-A04A; M27-A04N;

SECONDARY-ACC-NO:

CPI Secondary Accession Numbers: C1994-166266

Non-CPI Secondary Accession Numbers: N1994-285174